

粗大結晶粒工業用純チタンにおける 疲労変形の結晶学的検討

菅野幹男・佐竹忠昭

工学部・共通講座

(昭和56年9月1日受理)

1. 緒言

延性材の疲労き裂は、すべり帯中に形成される突き出しや入り込みと密接な関係にあることは広く知られている。^{(1)~(3)} また、疲労変形は、高ひずみ振幅では粒界に集中するのに対して、低ひずみ振幅では粒内に広く分散して進行することも観察されている。⁽⁴⁾ しかしながら、これらの研究の多くは fcc 金属について行われており、⁽⁵⁾ bcc や hcp 金属に関して取り扱われている例は少ないように思われる。特に、変形双晶が重要な役割を果し得る hcp 金属については一層少ないようである。純チタンの疲労変形およびき裂の発生は、変形双晶と深く関係することが示されているが、^{(6)~(14)} 一方、疲労変形中に双晶形成は起こらなかったとの報告例もある。⁽¹⁵⁾ さらに、すべりは局所的な領域に集中し、他の金属で一般に観察されているような高密度のすべり帯を形成することなく、最大せん断方向に疲労き裂は発生かつ伝ばするとの観察結果も得られている。⁽¹⁶⁾ このように、純チタンの疲労変形については、必らずしも統一的な結果が得られていない。また、従来の報告のほとんどは、顕微鏡(光学顕微鏡、レプリカ法電顕および SEM)による表面ならびに破面観察に基づく結果であり、透過型電顕や X 線法などによる内部構造や結晶学的な見地から取り扱っているものは極く少数に限られる。^{(13),(14)} 純チタンの疲労変形機構の解明には、さらに多くの研究の蓄積と結晶構造的な検討が望まれている。⁽¹¹⁾

本研究は、工業用純チタンの疲労変形、特に、疲労き裂伝ば挙動を結晶学的に追求、検討するため、粗大結晶粒からなる薄板状試験片について繰返し平面曲げ疲労試験を行った。表面の疲労損傷を光学顕微鏡で観察するとともに、同一視野内より撮影した X 線ラウエ写真による方位解析結果に基づいて trace analysis⁽¹⁷⁾ を行い、疲労破壊機構を検討した。表面観察と X 線方位解析の結果との対応を容易かつ確実に行うため、簡易型 X 線マイクロラウエカメラおよび試料支持台を自作し、使用した。

2. 実験方法

供試材と試験片 使用した材料は、市販の工業用純チタンで、その主な化学成分と機械的性質を Table I, II にそれぞれ示した。厚さ 0.25mm の薄板材より Fig. 1 に示す標準寸法を有する試験片を作製した。その後、エメリー紙 800 番まで機械研磨した後、1123K (850°C) 2hr 保持の焼なまし処理を行った。次いで、結晶粒粗大化のために、変態点

Table I Chemical composition of commercial purity titanium
(in wt. %).

C	Fe	N	O	H	Ti
0.086	0.76	0.024	0.30	0.014	Re

Table II Mechanical properties of commercial purity titanium
obtained by grain growth annealing.

Yield stress ($\sigma_{0.2}$) MPa	Ultimate tensile strength MPa	Elongation (%)	Fatigue limit MPa	Fatigue ratio
279.3	346.9	18.5	142.1	0.41

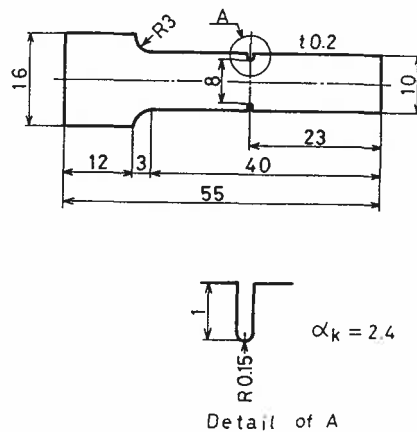


Fig. 1 shape and dimensions of fatigue specimen.

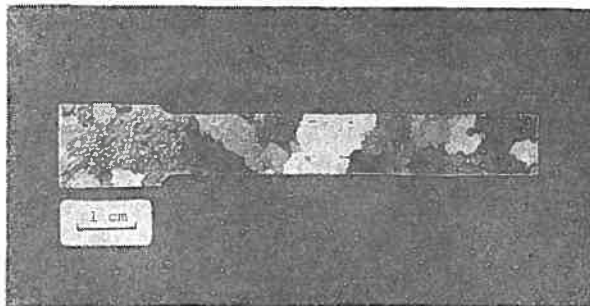


Fig. 2 Example of a specimen obtained by grain growth annealing.
The grains are differentiated by thermal etching which occurred
during the anneal treatment.

(1155K, 882°C) 以上の温度 1223K (950°C) 7min 保持後 15min の空冷処理の過程を 2 回繰返した。さらに、再び 1223K (950°C) に加熱、2hr 保持後炉冷することによって、平均結晶粒径約 10mm の試験片が得られた。この方法⁽¹⁸⁾ によって造られた試験片の例を Fig. 2 に示した。結晶の完全性を高めるために、1123K (850°C) 100hr 保持後炉冷の熱処理を施した。すべての熱処理は真空中 ($<1.33 \times 10^{-3} \text{Pa}$) で行った。その後、表面層を全体で約 30 μm を電解研磨により溶去し、仕上げた試験片の厚さは約 0.2mm である。このようにして得た試験片の表面ならびに内部組織を Fig. 3 に示した。熱処理中に出来た亜結晶粒界を含む組織となっている。電解研磨は、メタノール (10), n-ブタノール (7), 過塩素酸 (1) の体積比からなる電解液を使用し、液温 228K (-45°C), 電圧 20V (D.C) の条件下で行った。

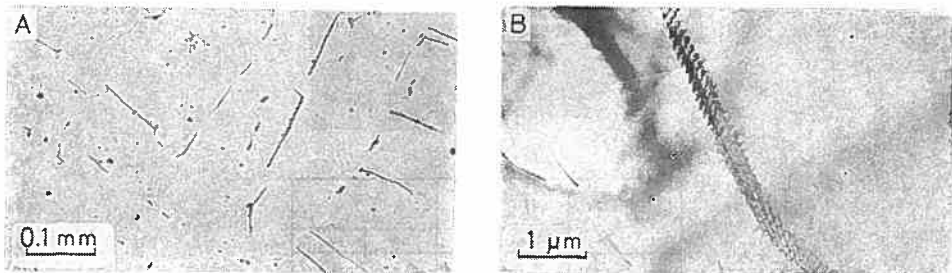


Fig. 3 Optical and transmission electron micrographs of the specimen annealed for 100 hours at 1123 K (850°C) after grain growth annealing. (A) Optical micrograph
(B) Transmission electron micrograph

疲労試験機 実験に使用した疲労試験機は、自製の電磁共振型繰返し平面曲げ疲労試験機である。本実験では、繰返し応力下で生じた組織の観察に好都合なため、2 次の振動形を採用した。そのときの共振周波数は 400~500Hz の範囲となる。Fig. 4 には、本試験片

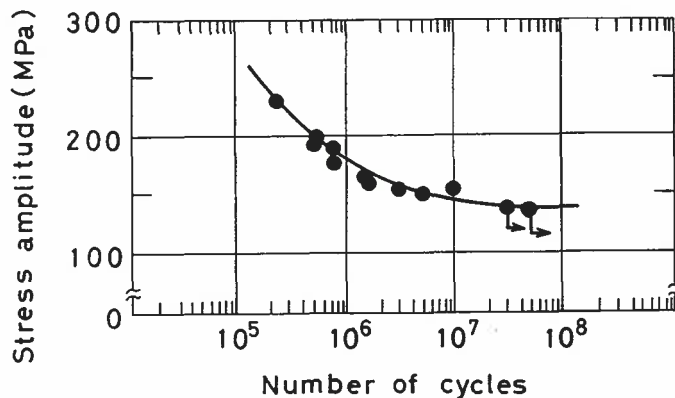


Fig. 4 S/N curve for large grain specimen of commercial purity titanium.

で得られた S-N 曲線を示した。疲労寿命は、き裂が試験片幅のおよそ 1/2 まで進展した時をもって決定した。疲労限度は、142 MPa (14.5kg/mm²) であった。

表面観察と X 線解析 表面観察は光学顕微鏡により行い、方位解析は X 線背面反射ラウエ法に基づいて行った。X 線マイクロラウエカメラは、市販のフィルムカセットを改造し、直径 100 μ m のコリメータを取り付けたものを使用した。光学顕微鏡と同一視野内より X 線回折写真を得るには、Fig. 5 に示すような顕微鏡用メカニカルステージに 100 μ m

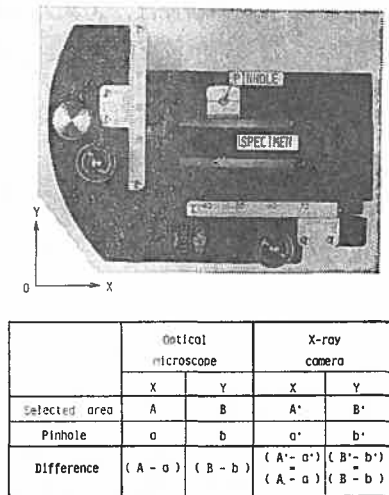


Fig. 5 Stage unit for pre-selecting the irradiated area and the basic principle.

のピンホールを有する自作の試料支持台を取り付けたものを使用し、次のような手順により視野の設定を行った。最初に、目的の場所を光学顕微鏡上で選定し、その位置の X-Y 座標 (A, B) をステージの目盛で読み取る。次いで、同様の方法でピンホールの座標 (a, b) を読み、両者の座標の差 ((A-a), (B-b)) を求めれば、この値は、試験片上に選定した目的の場所とピンホール間の X-, Y-方向の距離を与える。その後、メカニカルステージを X 線カメラ台に移設する。(この操作は、座標系の原点を移動することと等価である)。X 線束が最高強度で通過するような位置へピンホールを移動、調節した上で、座標 (a', b') を読む。この座標に、先に求めた X, Y 方向の距離を加算して得られる座標 (A', B') は、 $A' = a' + (A - a)$, $B' = b' + (B - b)$, すなわち、 $(A' - a') = (A - a)$, $(B' - b') = (B - b)$ の関係が成立するから、原理上は、光学顕微鏡であらかじめ定めた座標 (A, B) で示される場所と一致することになる。この方法は、極めて単純な原理であるが、従来の細束 X 線カメラ⁽¹⁹⁾と比較しても、次のような長所が考えられる。

(i) 構造が簡単で、装置の製作も容易であり、費用が廉価であること、(ii) 光学顕微鏡は、X 線装置から独立した別個のものを任意に選択、使用できること、(iii) 光学顕微鏡像と X 線像との対応精度が高いこと、(iv) (ii) と (iii) の理由から、高分解能で、鮮明に撮影された光学顕微鏡像と X 線像の対応が可能になること、(v) コリメータ径の

交換が可能で、容易であることなどである。さらに、光学顕微鏡像と X 線像との対応精度に対する信頼度は、主として、ステージ上でのピンホール位置の読み取り精度に強く依存し、他は、コリメータ径以外の影響をほとんど無視できる特徴がある。それゆえ、ピンホール径を可能な限り小さくし、* 読み取り精度の高いステージを利用すれば、高信頼度の対応が容易に可能である。本研究では、研究目的と照合して 1/10mm の精度のバーニヤ付ステージを使用し、ピンホールの直径はコリメータと同じ $100\mu\text{m}$ とした。光学顕微鏡の直接総合倍率を 100 倍として視野の設定を行い、X 線回折条件は Table III に示した通りである。疲労変形の結晶学的解析は trace analysis 法によって行った。

Table III X-ray diffracting conditions.

Target	W
Tube current	20 mA
Tube voltage	40 kV
Distance between film and specimen	30 mm
Effective focus size	$1 \times 1\text{mm}^2$
Pinhole diameter	$100\mu\text{m}$
Exposure time	4hr

3. 実験結果

表面観察と X 線ラウエ写真の撮影は、寿命が $N=10^5$ 付近ならびに 10^7 以上の繰返し数となるような応力振幅で疲労試験した試験片について行った。Figs. 6～8 は高応力振幅での結果であり、Figs. 9, 10 には低応力振幅の結果をそれぞれ示した。

Fig. 6 は、試験片中央部から撮影したものの例である ($\sigma=207.8\text{ MPa}$, 21.2 kg/mm^2 ;

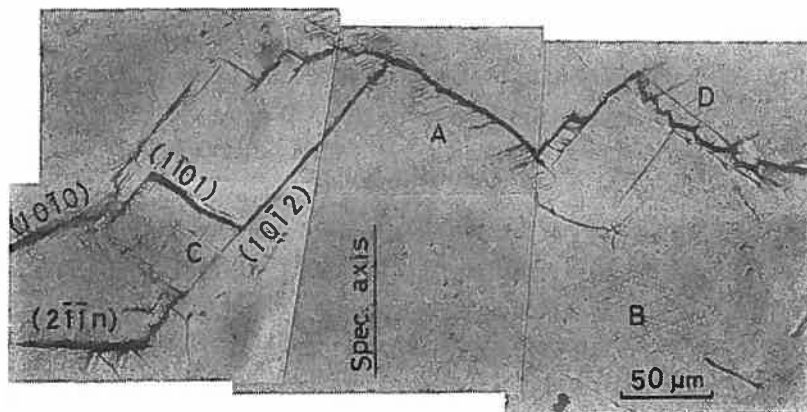


Fig. 6 Fatigue cracking observed in the area apart from a notch root. Cyclic stress amplitude $\pm 207.8\text{ MPa}$ (21.2 kg/mm^2).

*実際には、X線束、すなわち、コリメータの径に関連するので、ピンホール径のみを無制限に小さくすることにはあまり意味がない。

$N_f=2.0 \times 10^5$ ）。き裂伝ばは、すべり跡に沿うもの、沿わないものあるいは境界上を伝ばするものなどがあり、かなりジグザグした複雑な形態を示している。結晶学的には、すべり面 $\{1\bar{1}00\}$ 、 $\{10\bar{1}1\}$ に沿っているものと双晶面 $\{10\bar{1}2\}$ や $\{2\bar{1}\bar{1}n\}$ に沿っているものがある。ここで、指数 n は、一般に双晶面として知られている $n=1 \sim 4$ のいずれかに該当すると思われるが、ステレオ投影による方位解析において、き裂伝ば方向に対する法線が、偶然、 $[01\bar{1}0]$ 晶帯と全く一致するため、本研究で用いた trace analysis 法によっては決定できなかった。このタイプで代表される双晶面に沿うき裂の特徴として、き裂の周辺には、しばしば、成長に伴う accommodation kink の形成⁽⁹⁾ が認められる。

すべり帯き裂は、短い間隔で小さなステップを形成し、すべり帯内で階段状に伝ばする形態となっている。つまり、すべり帯内のき裂伝ばは単一面のみの働きによるものではなく、複数の面の寄与によることを示している。

Fig. 7 は、Fig. 6 と同一試験片の切欠き底部に近い領域を示すものである。き裂の両側にはほとんど変形跡は観察されず、き裂は特定の結晶学的面上を直線的に伝ばする形態となっている。き裂が伝ばする面は、すべり面と双晶面のほか、そのどちらにも属さない $\{11\bar{2}0\}$ 面である。

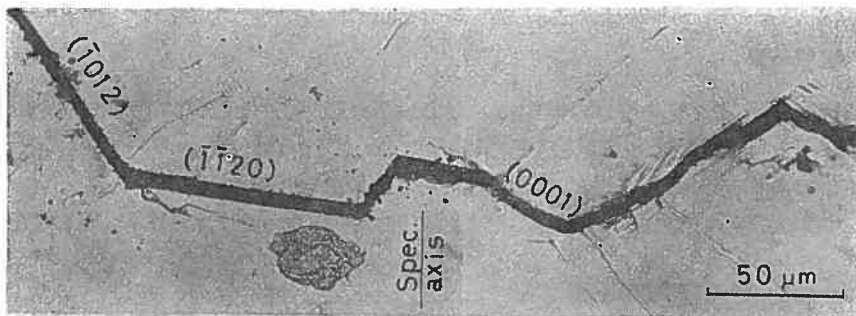


Fig. 7 Fatigue cracking observed in the vicinity of a notch root.
No extensive slip lines were observed along the crack.
Cyclic stress amplitude ± 207.8 MPa (21.2 kg/mm^2).

Fig. 8 には、き裂先端の様子を示した ($\sigma=233.2 \text{ MPa}$, 23.8 kg/mm^2 ; $N_f=2.1 \times 10^5$)。変形跡もき裂伝ば径路とともに $\{10\bar{1}0\}$ 面に沿っている。変形の強さの程度には、すべり面によって差が認められる。 $(\bar{1}100)$ 面に沿う粗いすべりが最も強く現われ、右下部にも $(10\bar{1}0)$ 面に沿う同じような変形跡が観察される。しかし、この $(10\bar{1}0)$ 面に沿う変形跡は、図の上方へ向うにつれて弱くなり、中央部のき裂周辺では消失して、観察できない。き裂の上側には、新たに $(01\bar{1}0)$ 面に沿うかすかな変形跡が認められる。これらの変形跡とは無関係な方向に、き裂の伝ば径路は $(10\bar{1}0)$ 面に沿っている。すなわち、他の金属で最も普通に観察されるすべり帯き裂とは異質の形態となっている。

低応力振幅疲労の例を Figs. 9, 10 に示した ($\sigma=146.0 \text{ MPa}$, 14.9 kg/mm^2 ; $N_f=5.1 \times 10^7$)。Fig. 9 は、変形跡が $\{11\bar{2}n\}$ ($n=2,3$) 面に沿う例であり、Fig. 10 は、 $\{10\bar{1}2\}$ 面に

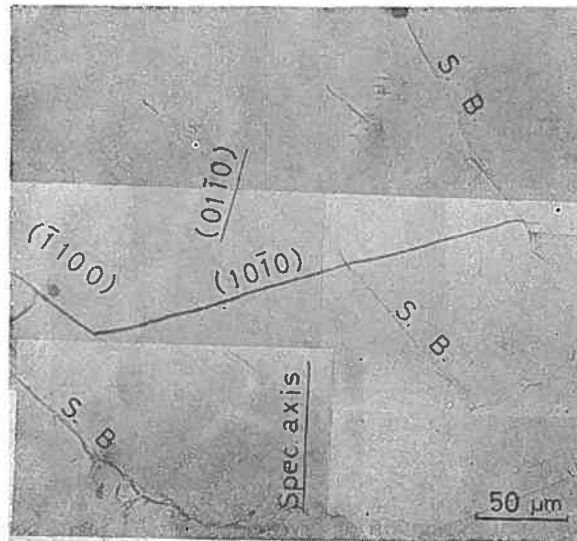


Fig. 8 Fatigue deformation in the vicinity of a crack tip. Brittle-like cracking was observed on the $(10\bar{1}0)$ plane. Cyclic stress amplitude ± 233.2 MPa (23.8 kg/mm²). S. B. : subboundary

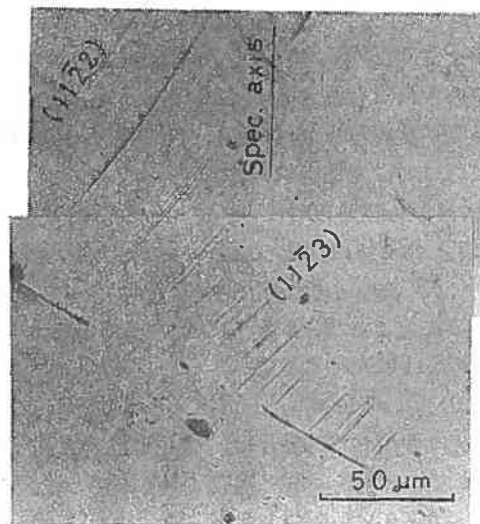


Fig. 9 Fatigue deformation observed on the twin planes $(11\bar{2}2)$ and $(11\bar{2}3)$ after cycling at ± 146.0 MPa (14.9 kg/mm²) stress amplitude.

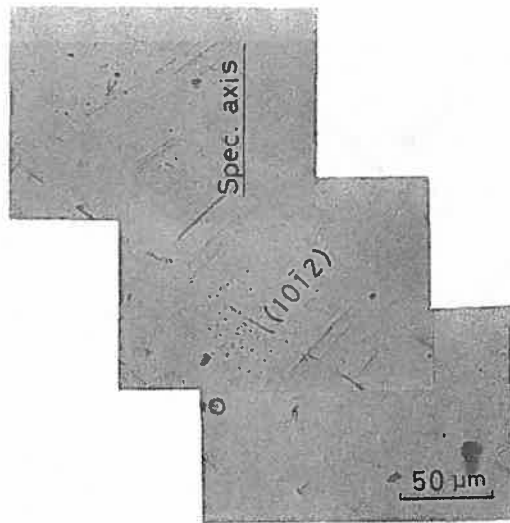


Fig. 10 Fatigue deformation observed on the twin plane ($10\bar{1}2$) after cycling at ± 146.0 MPa (14.9 kg/mm²) stress amplitude.

沿っている。これらの面は、ともに双晶面に該当するものである。このように、低応力振幅疲労では、すべり面よりも双晶面の方がより活動的である。

疲労限度直下の応力振幅 ($\sigma = 137.2$ MPa, 14.0 kg/mm²) で $N = 7.5 \times 10^7$ まで疲労試験を行った試験片には、表面に変形跡は認められなかった。

4. 考 察

繰返し曲げ荷重の作用を受けた純チタン材のき裂伝ば径路は、すべり面や双晶面に沿うものが主であるが、そのいずれにも属さない $\{11\bar{2}0\}$ 面に沿うき裂も観察された。その中で、特徴的なき裂伝ば挙動が認められた $\{11\bar{2}0\}$, $\{10\bar{1}0\}$ および $\{10\bar{1}1\}$ の各面と関連するき裂形成機構について、ここに考察を試みる。

$\{11\bar{2}0\}$ 面に沿うき裂には、き裂周辺にほとんどすべり跡の観察されない場合が多く、また、切欠き底部 (Fig. 7) あるいは変形の激しい領域などに現われる傾向がある。 $\{11\bar{2}0\}$ 面の破壊については、次のような機構を考えることができるように思われる。すなわち、チタンの熱処理中に起こる $\beta \rightarrow \alpha$ 変態において、Burgers の方位関係⁽²²⁾ が満足されるものと考えれば、Fig. 11 に示すように、

$$(001)_{bcc} // (11\bar{2}0)_{hcp}, [110]_{bcc} // [\bar{1}100]_{hcp}$$

の関係が得られる。本研究に使用した試験片は、結晶粒粗大化を行う際に、変態点 (1155 K, 882°C) 以上の β 相まで加熱後、 α 相へ冷却されるため、上記の方位関係が満たされていると充分推測される。 β チタンがもつ bcc 構造の金属では $\{001\}$ 面は一般にへき開面として知られている。⁽²³⁾ それゆえ、上記の方位関係にある hcp 構造の α チタンにおいても、 $\{11\bar{2}0\}$ 面が外力の作用に対してへき開的な挙動を示すだろうことは充分考えられることのように思う。

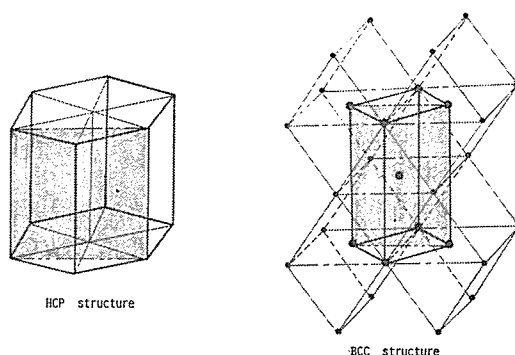


Fig. 11 Burgers' relationship concerning the transition of the body-centered-cubic into the hexagonal-close-packed lattice structure. ⁽²¹⁾ $\{001\}_{bcc} \parallel \{11\bar{2}0\}_{hcp}$, $[110]_{bcc} \parallel [\bar{1}100]_{hcp}$.

また、このようなへき開破壊を誘起する要因として、 $\{11\bar{2}0\}$ 面に形成される $\frac{a}{3}\langle\bar{1}100\rangle$ 不動転位の効果を考えることができる。この不動転位の形成については、primary と secondary の $\{10\bar{1}0\}$ すべり面上を運動する2個の完全転位 $\frac{a}{3}\langle 11\bar{2}0\rangle$ 間に、次式のような反応が起こり得ることが知られている。⁽²⁴⁾

$$\frac{a}{3}[\bar{2}110] + \frac{a}{3}[11\bar{2}0] \longrightarrow \frac{a}{3}[\bar{1}100] + \frac{a}{9}[\bar{2}110] + \frac{2}{9}a[11\bar{2}0]$$

この反応によって生じる不動転位は、すべり面上の完全転位の運動を阻止する作用をなし、転位の固着や集積等を招き、へき開破壊の誘因となり得るものと考えられる。すなわち、 $\{10\bar{1}0\}$ 面と $\{11\bar{2}0\}$ 面の中には、互いに垂直な方位関係にある面が存在する。それゆえ、互いに垂直な方位関係にある面の間で、 $\{10\bar{1}0\}$ すべり面上の転位の運動が阻止される場合には、この面上に作用するせん断応力は、垂直な $\{11\bar{2}0\}$ 面にへき開破壊を誘発する駆動力になり得るものとする。

また、上記の転位反応が進行すれば、 $\frac{a}{3}[\bar{1}100]$ 不動転位の形成は、 $(\bar{1}100)$ 面への楔形き裂発生の可能性を示唆している。これを裏付けるに足る直接的な証拠は、これまでのところ本研究でも得られていない。しかし、 $\{10\bar{1}0\}$ 面に沿って現われる slipless cracking ⁽¹⁶⁾の存在や Fig. 8に見られたようなせん断によって生成したとは考えにくい形態のき裂は、その成因の可能性の1つとして、上述の機構を考えることもできる。

$\{1\bar{1}01\}$ 面に沿うき裂伝ばの形態が、Fig. 6に観察された。 $\{1\bar{1}01\}$ 面は、hcp 金属ではすべり面の1つとして知られているが、一方、急冷した純チタンに生成されるマルテンサイト (α' 相)内の $\{1\bar{1}01\}$ 変態双晶としても観察されている。⁽²⁵⁾ 前述の Burgers の関係によれば、 $\{10\bar{1}1\}_{\alpha}$ 面は $\{110\}_{\beta}$ 面に相当するので、 $\{10\bar{1}1\}$ 双晶は純チタンの $\beta \rightarrow \alpha$ 変態に関連する変態双晶と考えられている。著者の一人は、先在する $\{10\bar{1}1\}$ 変態双晶が疲労き裂形成に重要な役割を果し得ることを指摘した。^{(14), (26)} Fig. 6の結果も同様に解釈できる。本研究に使用した試験片には、Fig. 3に見られるように、熱処理時に導入された亜結晶粒界が多く存在する。Fig. 6では、 $(1\bar{1}01)$ 面に沿って亜結晶粒界が左上から右下へ

向けて直線的に伸びている。き裂の伝ば径路の一部は、この亜結晶粒界に沿っており、亜結晶粒界がき裂伝ば径路となり得ることが分かる。亜結晶粒界の成因に関する詳細な機構は本研究結果からは明らかでないが、 $\beta \rightarrow \alpha$ 変態には α' 相が関与すること⁽²⁷⁾ や亜結晶粒界の1つの方向が $\{1\bar{1}01\}$ 面に沿う事実などから推測して、熱処理時の $\{1\bar{1}01\}$ 変態双晶と関連しているものと考えられる。

亜結晶粒界を疲労変形に対する挙動としての障害作用という観点から見ると、Fig. 6の結果は2通りに分類できるように思われる。1つは、変形に対して大きく障害となっている場合であり、他は、ほとんど障害となっていないと見なされる場合である。前者に該当する例は、図中 A, B に点状に並ぶ境界として観察される。変形は、境界によって完全に阻止されている。後者の例を C, D の領域に見ることができ、直線状境界の形態を示している。この場合には、変形は境界を越えて隣接部へと拡がっている。これらの現象は、傾角境界あるいはねじり境界などのような境界構造の相違や隣接領域間の方位差に起因しているものと考えられるが、Fig. 6の結果が表面形態の相違とよく対応していることから、境界構造の相違による可能性の方が大きいと判断される。このように、変形に対する挙動が表面形態の違いに応じて、異なって観察されることは非常に興味深いことである。

5. 結 言

工業用純チタンの粗大結晶粒試験片に繰返し平面曲げ疲労試験を行い、疲労変形挙動を光学顕微鏡による表面観察と X 線ラウエ法に基づく trace analysis 法により追求、解析した結果、次のような知見が得られた。

(1) き裂伝ば径路は、結晶学的なすべり面や双晶面のほか、 $\{11\bar{2}0\}$ 面に沿っているものも観察された。すべり帯や双晶以外の領域に観察される $\{11\bar{2}0\}$ や $\{10\bar{1}0\}$ 面に沿うき裂は、 $-\frac{a}{3} < 10\bar{1}0 >$ 不動転位の形成と関連する現象として考えることができる。

(2) 熱処理の過程で導入される亜結晶粒界は、しばしば、 $\{10\bar{1}1\}$ 面に沿って形成され、き裂伝ばの径路となる。このような亜結晶粒界の形成は、 $\{10\bar{1}1\}$ 変態双晶と関連するものと思われる。

(3) 疲労変形に対する亜結晶粒界の挙動は、変形の障害となる場合とならない場合の2通りが観察される。これらは、表面観察による亜結晶粒界形態の相違と関連して識別できる。

(4) 変形跡は主にき裂周辺の狭い領域に観察され、しかも高密度すべり帯に発達することは少ない。また、切欠き底付近と試験片中央部におけるき裂周辺の変形の様相は異なっている。

(5) 低振幅疲労では、すべり面よりも双晶面の方がより活動的である。

本研究を遂行するにあたり、いろいろご教示を賜った本学部 松浦圭助 教授ならびに強い関心を示され、有意義なご討論を賜った C. M. Gilmore 教授 (George Washington Univ.) に深甚の謝意を表します。なお、本研究の一部は、神田勢生 (機械工学科昭和53年卒) ならびに斎藤英俊 (精密工学科昭和53年卒) の両君が、本学在学中に卒業研究として行ったものである。両君の示された熱意と献身的な努力に対し、記して感謝の意を表す

る。

本研究は、日本機械学会・精機学会共催による山梨地方講演会（昭和53年10月28日，甲府）において発表したものについて纏めたものである。

参考文献

- (1) P. J. E. Forsyth : Proc. Roy. Soc., **A242**, 198 (1957).
- (2) A. H. Cottrell and D. Hull : Proc. Roy. Soc., **A242**, 211 (1957).
- (3) N. F. Mott : Acta Met., **6**, 195 (1958).
- (4) W. A. Wood, S. Mck. Cousland and K. R. Sargant : Acta Met., **11**, 643 (1963).
- (5) J. C. Grosskreutz : phys. stat. sol. (b), **47**, 11 (1971); ibid, 359 (1971).
- (6) V. I. Gordienko and V. S. Ivanova : Izv. Akad. Nauk, SSSR, Otd. Tekhn., No.3 121 (1958).
- (7) M. Hempel and E. Hillnhagen : Arch. Eisenhüttenwes., **33**, 567 (1962).
- (8) I. A. Oding, V. S. Ivanova and E. S. Kosyakina : Sov. Phys. Dokl., **9**, 816 (1965).
- (9) P. G. Partridge : Phil. Mag., **12**, 1043 (1965); P. G. Partridge and C. J. Peel : The Science, Technology, and Application of Titanium, R. I. Jaffee and N. E. Promisel, eds., p. 517, Pergamon Press, London (1970).
- (10) 志村宗昭, 篠原義広, 竹内庸 : 日本金属学会誌, **32**, 554 (1968).
- (11) 志村宗昭, 篠原義広 : ibid, 559 (1968).
- (12) 志村宗昭, 篠原義広, 和泉修 : ibid, **33**, 391 (1969).
- (13) R. Stevenson and J. F. Breedis : Acta Met., **23**, 1419 (1975).
- (14) M. Sugano and C. M. Gilmore : Met. Trans. A, **11A**, 559 (1980).
- (15) N. G. Turner and W. T. Roberts : Trans. AIME, **242**, 1223 (1968).
- (16) D. E. MacDonald and W. A. Wood : J. Inst. Met., **100**, 73 (1972).
- (17) O. Johari and G. Thomas : The Stereographic Projection and Its Applications, p. 68, John Wiley and Sons, Inc., NY (1969).
- (18) M. Sugano and C. M. Gilmore : Met. Trans. A, **10A**, 1400 (1979).
- (19) 日本材料学会編 : X線応力測定法, p. 279, 養賢堂 (1966);
X線材料強度学, p. 375, 養賢堂 (1973).
- (20) A. S. Tetelman and A. J. McEvily, Jr. : Fracture of Structural Materials, p.553, John Wiley and Sons, Inc., NY (1969).
- (21) C. J. Beevers and M. D. Halliday : Met. Sci. J., **3**, 74 (1969).
- (22) W. G. Burgers : Physica, **1**, 561 (1934).
- (23) A. H. Cottrell : Trans. AIME, **212**, 192 (1958).
- (24) A. Akhtor and E. Teghtsoonian : Met. Trans. A, **6A**, 2201 (1975).
- (25) 西山善次, 岡宗雄, 中川洋 : 日本金属学会誌, **29**, 139 (1965).
- (26) M. Sugano and S. Saito : Titanium '80 Science and Technology, H. Kimura and O. Izumi, eds., p. 1883, The Metallurgical Society of AIME (1980).
- (27) M. K. McQuillan : Met. Rev., **8**, 41 (1963).

A Crystallographic Study of Fatigue Deformation in Large Grain Specimen of Commercial Purity Titanium

Mikio SUGANO and Tadaaki SATAKE

Department of Basic Technology, Faculty of Engineering

Large grain specimens with average grain size of 10 mm made from commercial purity titanium were subjected to a cyclic plane bending. Fatigue damage was studied by optical microscopy and surface trace analysis technique. The orientation of grains was determined by X-ray back reflection Laue method designed so that X-ray photographs and optical micrographs can be taken from the same area. It was found that fatigue cracking occurred on the $\{11\bar{2}0\}$ plane in addition to normal slip planes and twin planes. Twinning deformation was more prevalent at low stress amplitude. Fatigue cracks sometimes propagated along subboundaries formed on the $\{10\bar{1}1\}$ plane during heat treatment. The behavior of subboundaries toward the fatigue deformation varied with the nature of subboundary such as tilt and twist subboundaries. Fatigue deformation was confined to the area close to fatigue cracks. The extensive formation of slip bands was not much observed as compared with that in fcc and bcc metals.

It is proposed that the brittle-like cracking observed on the $\{11\bar{2}0\}$ and $\{10\bar{1}0\}$ planes was a result of dislocation reaction forming sessile $\frac{a}{3}\langle 10\bar{1}0 \rangle$ dislocations on the $\{11\bar{2}0\}$ plane.